

# СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НАНОСТРУКТУРНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА С ЭФФЕКТАМИ ПАМЯТИ ФОРМЫ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ СПИННИНГОВАНИЯ ИЗ РАСПЛАВА

**Пушин А.В., Кунцевич Т.Э.**

*Руководитель - профессор, д.т.н. Попов А. А.*

Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург

pushin@imp.uran.ru

Сплавы на основе никелида титана с эффектом памяти формы (ЭПФ) находят широкое практическое применение. Однако и эти сплавы в обычном поликристаллическом состоянии часто не обеспечивают комплекса требуемых на практике физико-механических и эксплуатационных характеристик изделий, что существенно ограничивает возможности их использования. Те же сплавы в наноструктурном состоянии характеризуются существенно более высокими пределами текучести, прочности, и долговечности при достаточном уровне пластичности, что обуславливает актуальность, новизну и практическую значимость данных материалов.

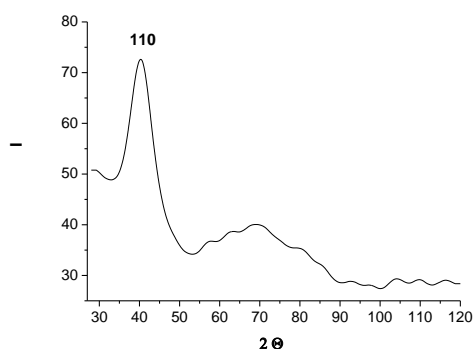


Рис. 1. Рентгеновская дифрактограмма сплава  $\text{Ti}_{32}\text{Hf}_{18}\text{Ni}_{25}\text{Cu}_{25}$  в исходном состоянии

Нами были получены и комплексно исследованы различные бинарные Ti-Ni (40-60 ат.%) и тройные сплавы  $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{50-x}\text{Fe}_x$ ,  $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{50-x}\text{Co}_x$ ,  $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{50-y}\text{Cu}_y$ ,  $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{50-z}\text{Hf}_z$  и  $\text{Ti}_{50-z}\text{Ni}_{50}\text{Hf}_z$  ( $0 \leq x \leq 7$ ,  $0 \leq y \leq 40$ ,  $0 \leq z \leq 18$ ) как в исходном (после быстрой закалки расплава (БЗР) высокотехнологичным методом спиннингования при скорости охлаждения  $10^4$ - $10^7$  град/с), так и в отожженном состояниях [1-3], что позволило существенно расширить интервал составов, используемых для практического применения. Показано, что во всех изученных сплавах структурные состояния, возникающие при БЗР, зависят от

скорости охлаждения, последующей термообработки, содержания Ti, Ni и легирующих элементов. Рентгенодифрактометрические и электронномикроскопические исследования при комнатной температуре показали, что бинарные БЗР-сплавы могут находиться в субмикроструктурном (СМК), в нанокристаллическом (НК) или в аморфном состояниях. Все изученные сплавы в зависимости от состава

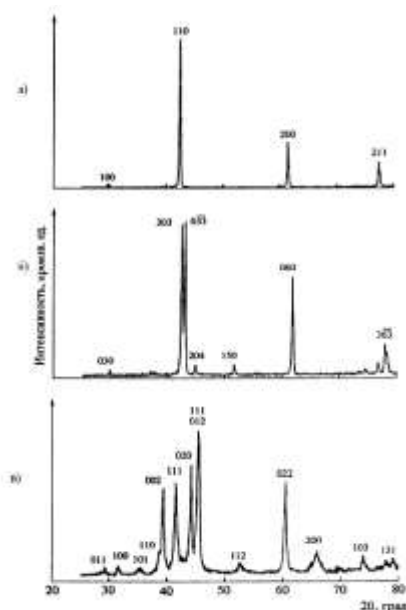


Рис. 2. Примеры рентгеновских дифрактограмм БЗР сплавов TiNiCo и TiNiFe в состояниях B2 (а), R (б) и B19' (в)

диффузных колец вблизи положений структурных отражений  $\{110\}_{B2}$ ,  $\{200\}_{B2}$ ,  $\{211\}_{B2}$  и т.д. с уширенным центральным пятном (рис. 3). На светло- и темнопольных снимках виден характерный для аморфных материалов однородный контраст типа "соль-перец" или ряби.

Последующий изотермический отжиг аморфных сплавов при 450-550°C уже в течение 2-5 мин приводит к их кристаллизации с образованием НК-структуры (средний размер нанозерен после отжига 500°C, 5 мин составляет 30-35 нм) (рис. 4). Нанозерна имеют глобулярную форму и случайную большеугловую разориентацию друг относительно друга. *In situ* электронномикроскопические исследования при охлаждении БЗР-сплавов легированных Fe или Co показали, что в них вначале образуются тонкие монокристалльные пластины R-мартенсита, зарождающиеся как гетерогенно от границ СМК-зерен, так и гомогенно - внутри них, а вслед за МП  $B2 \rightarrow R$  происходит и  $B2(R) \rightarrow B19'$  (рис. 5).

могут находиться в различных состояниях (B2, R, B19 и B19'). Рентгеноаморфные БЗР-сплавы отличаются наличием на рентгенодифрактограммах практически единственного диффузного и очень широкого ( $2\theta$  до 15°) максимума вблизи положения  $\{110\}_{B2}$  (рис. 1). Другие отражения весьма слабы или практически отсутствуют. В рентгеновских экспериментах *in situ* были исследованы фазовые превращения при охлаждении или нагреве и определены последовательности мартенситных превращений (МП):  $B2 \leftrightarrow B19'$ ,  $B2 \leftrightarrow B19$ ,  $B2 \leftrightarrow B19 \leftrightarrow B19'$ ,  $B2 \leftrightarrow R$ ,  $B2 \leftrightarrow R \leftrightarrow B19'$  (рис. 2).

Электронномикроскопические исследования БЗР-сплавов  $Ti_{60}Ni_{40}$ ,  $Ti_{58}Ni_{42}$ ,  $Ti_{55}Ni_{45}$ ,  $Ti_{40}Ni_{60}$ ,  $TiNiCu$  с содержанием меди  $25 \leq Cu \leq 40$  ат.% и всех сплавов, легированных Hf, показали, что их исходное состояние действительно является аморфным, электронограммы содержат набор

убывающих по интенсивности концентрических

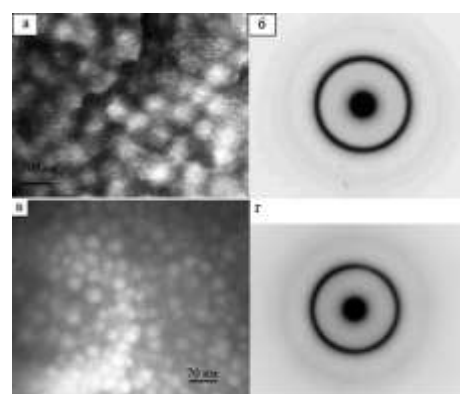


Рис. 3. Электронномикроскопические изображения (а, в) и электронограммы (б, г) БЗР-сплавов  $Ti_{60}Ni_{40}$  (а, б) и  $Ti_{50}Ni_{32}Hf_{18}$  (в, г)

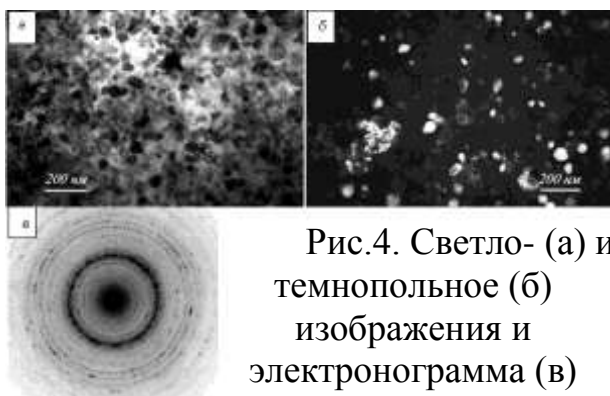


Рис.4. Светло- (а) и темнопольное (б) изображения и электронограмма (в) сплава  $Ti_{55}Ni_{45}$

скорости и способа нагрева, его конечной температуры, химического состава сплавов механизмы и дисперсность нанопродуктов расстекловывания можно существенно варьировать.

В результате изучения деформационных характеристик ЭПФ в БЗР-сплавах обнаружено, что полное восстановление формы (S) достигается после деформации  $\gamma$  до 6-8%. После больших степеней  $\gamma$  (до 10-12%) происходит снижение величины S (до  $\approx 90-55\%$ ), затем следует хрупкое разрушение ленты. Спонтанный эффект обратимого запоминания формы (ЭОЗФ) составляет 8-15% от величины однонаправленного ЭПФ, он обусловлен наличием кристаллографической и микроструктурной текстуры В2-аустенита.

Электронномикроскопические исследования выполняли в Отделе электронной микроскопии УрО РАН. Работа выполнена при частичной поддержке грантами РФФИ №08-02-00844, 07-03-96062.

#### Литература

- [1] В.Г. Пушин, В.В. Попов, Т.Э. Кунцевич, и др., ФММ. 91 4 (2001) 54.
- [2] В.Г. Пушин, Н.И. Коуров, Т.Э. Кунцевич и др., ФММ. 92 1 (2001) 63.
- [3] В.Г. Пушин, С.Б. Волкова, Н.М. Матвеева, ФММ. 83 3 (1997) 68.

Морфология В19'-мартенсита в данном случае также пакетная. Аморфные сплавы  $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$  с содержанием меди  $x < 25$  ат.% кристаллизуются с образованием по всему объему В2-фазы, тогда как сплавы с  $25 \leq x \leq 40$  ат.% могут испытывать на завершающем этапе кристаллизации эвтектидную реакцию с образованием двухфазной смеси В2( $TiNi$ )+В11( $TiCu$ ). В зависимости от

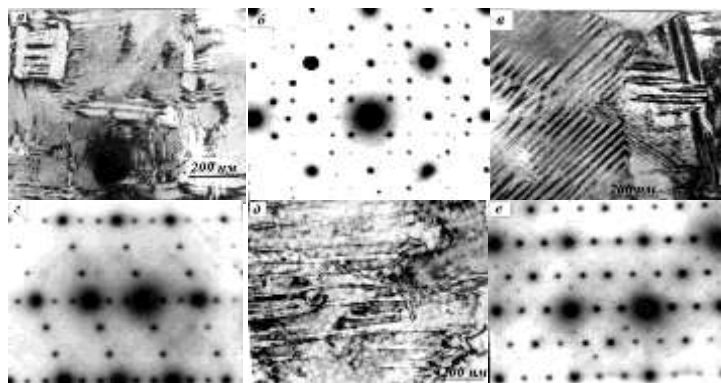


Рис. 5. Микроструктура R-мартенсита БЗР сплавов  $Ti_{50}Ni_{49}Fe_1$  (а-г) и  $Ti_{50}Ni_{47}Fe_3$  (д, е) и соответствующие им электронограммы (б, е-(100)\* $B_2$ , г-(311)\* $B_2$ ) при  $T_n \approx 7^\circ C$  (а, б),  $-13^\circ C$  (в, г), -